

## ⑫ 公開特許公報(A)

平1-156420

⑤ Int.Cl.<sup>4</sup>

識別記号

庁内整理番号

④ 公開 平成1年(1989)6月20日

C 21 D 8/02  
B 21 B 3/00B-7371-4K  
A-8414-4E

審査請求 未請求 発明の数 1 (全5頁)

⑤ 発明の名称 Cu析出型高張力鋼の製造方法

⑥ 特 願 昭62-311835

⑦ 出 願 昭62(1987)12月11日

⑧ 発 明 者 齊 藤 良 行 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑨ 発 明 者 志 賀 千 晃 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑩ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

⑪ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外1名

## 明 細 書

1. 発明の名称 Cu析出型高張力鋼の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C: 0.005 ~ 0.10 wt%、

Si: 0.05 ~ 0.60 wt%、

Mn: 0.5 ~ 2.0 wt%、

Cu: 0.7 ~ 2.0 wt%、

Nb: 0.005 ~ 0.10 wt% 及び

Al: 0.010 ~ 0.10 wt % を含有する組成になる鋼に熱間圧延を施して700 ~ 850 °C の範囲で一たん圧延を終了したのち、3 °C / s 以上の冷却速度で600 ~ 650 °C の範囲まで冷却し、ひずみ速度0.01 1 / s 以下、圧下率5 ~ 10 % で仕上圧延を行い、その後少なくとも500 °C に至るまでの間を冷却速度0.2 °C / s 以下にて冷却することを特徴とするCu析出型高張力鋼の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

この発明は、大型産業機械、溶接鋼管その他、

海洋構造物、橋梁、圧力容器などに適合する溶接構造用高張力鋼材、とくにCu析出型高張力鋼材の有利な製造方法についての開発成果を提案しようとするものである。

(従来の技術)

Cuの析出硬化を利用した高張力鋼板は、とくに溶接性に優れている点に特徴があって、これに関してはすでに米国特許第369251号明細書にその例が見られる。

(発明が解決しようとする問題点)

ところで、近年鋼材の厚肉化、使用環境の低温化が検討される中、鋼材の低温じん性の向上を図ることが問題であって、この点に関し従来の技術では十分な低温じん性を確保できるとは言い難く、しかもCuの析出硬化を利用するためには、圧延後あるいは焼入れ処理後にCu析出処理を行う必要があり、製造コストの上昇は免れ得ない。

上述したような従来問題を解消し、高強度化はもとより低温じん性に優れたCu析出型高張力鋼を得ることができる有利な製造方法を与えることが

この発明の目的である。

(問題点を解決するための手段)

発明者らは、余計な工程を要することなくCu析出型高張力鋼の低温じん性を著しく改善させるべく、種々の加工熱処理条件にて、実験、検討を重ねた結果以下の知見を得た。

(1) 600～650℃の範囲において0.01 1/s以下のひずみ速度で、圧下率5%以上の圧延加工を行うことにより変形中にCuが一部析出し変形後の析出も加速される。

(2) 上記における変形後のCuの析出は500～650℃の範囲に500秒以上保持することにより完了する。

(3) 低ひずみ速度変形に伴うCu析出物は微細に分布し強度上昇効果が大い。

この発明は上記の知見に立脚するものである。

すなわちこの発明はC: 0.005～0.10wt%(以下単に%で示す)、Si: 0.05～0.60%、Mn: 0.5～2.0%、Cu: 0.7～2.0%、Nb: 0.005～0.10%及びAl: 0.010～0.1%を含有する組成になる

性を損う。従ってSiの添加範囲は0.05～0.6%とした。

Mn:

Mnは鋼の強度、じん性を向上させる元素であり、そのためには少なくとも0.5%を必要とする。しかし2.0%を超えて添加すると溶接性を損う。従ってMnの添加範囲を0.5～2.0%とした。

Cu:

Cuは溶接性を損うことなしにその析出硬化作用を利用して高強度化を達成する元素であり、そのためには少なくとも0.7%の添加が必要であるが、2.0%を超えて添加するとじん性が劣化する。従ってCuの添加範囲を0.7～2.0%とした。

Nb:

Nbは結晶粒の細粒化に有効な元素であり、そのためには少なくとも0.005%の添加が必要である。しかし0.10%を超えると溶接部のじん性が劣化する。従ってNbの添加範囲を0.005～0.10%とした。

Al:

Alは脱酸およびオーステナイト粒の粗大化防止

鋼に熱間圧延を施して700～850℃の範囲で一たん圧延を終了したのち、3℃/s以上の冷却速度で600～650℃の範囲まで冷却し、ひずみ速度0.01 1/s以下、圧下率5～10%で仕上圧延を行い、その後少なくとも500℃に至るまでの間を冷却速度0.2℃/s以下にて冷却することを特徴とするCu析出型高張力鋼の製造方法である。

(作用)

さて、Cu析出型高張力鋼の製造に当り、まずこの発明に適合する鋼の化学成分の限定理由について述べる。

C:

Cは、その含有量が0.10%を超えると溶接性および低温じん性の低下をもたらす一方、0.005%未満では結晶粒が粗大化し強度、じん性を損う。従ってCの添加範囲を0.005～0.10%とした。

Si:

Siは鋼の高強度化をもたらす元素であり、そのためには少なくとも0.05%を必要とする。一方0.6%を超えると溶接性および溶接部におけるじん

に有効な元素である。そのためには少なくとも0.010%を必要とする一方、0.10%を超えると鋼中の清浄度を損いじん性を劣化させる。従ってAlの添加範囲は0.010～0.10%とした。

なお、この発明では上述した基本成分に加え、焼入れ性の増加、高強度化など、要求性能に応じてN: 1.5%以下、Mo: 1.0%以下、Cr: 1.0%以下およびB: 0.0020%以下のうちの1種又は2種以上を添加することもできる。

次にこの発明の製造条件の限定理由について述べる。

熱間圧延における圧延終了温度は850～700℃とする。850℃を超える温度では、結晶粒の十分な微細化効果が得られず、低温じん性の向上が望めない。また700℃よりも低い場合には加工硬化組織が残りじん性が損われる。このため熱間圧延における圧延終了温度は850～700℃とした。

次に、圧延終了後、3℃/s以上の冷却速度で冷却するのは、結晶粒が粗大化しじん性が劣化するのを防止するためである。

次に上記の冷却速度で600～650℃の範囲まで冷却し、ここでひずみ速度0.01 1/s、圧下率5.0～10.0%にて圧延加工を行うが、これらの条件を満足しなければ圧延後のCu析出促進効果が非常に小さい。

とくに圧下率が10%を超えると加工硬化組織が残りじん性が劣化する。

次に圧延加工を終えたのち、すくなくとも500℃に至るまでの間を0.2℃/s以下の冷却速度にて冷却するのは、冷却速度が0.2℃/sを超えると、Cuの析出が十分に進行せず析出強化作用が得られないためである。なお対象とする被圧延材の板厚が30mmを超える場合には空冷によりこの速度が実現可能である。

(実施例)

供試鋼の成分を表-1に示す。

表-1

	wt%									
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	B
A	0.05	0.25	1.00	0.95	—	—	—	0.031	0.021	—
B	0.05	0.25	0.60	1.05	1.05	0.41	0.50	0.035	0.025	—
C	0.04	0.28	1.40	0.90	0.72	—	0.40	0.025	0.028	—
D	0.03	0.25	1.25	0.95	0.90	0.35	0.32	0.015	0.031	0.0009
E	0.07	0.25	1.51	1.30	1.00	—	—	0.040	0.030	0.0010

#### 実施例-1

表-1における供試鋼Aを用いて厚さ15mmになる厚鋼板を製造しその強度、じん性につき調査した。その結果を製造過程における加工熱処理条件とともに表-2に示す。

表 — 2

番号	熱間圧延終了温度 (℃)	中間厚における冷却		圧延加工(仕上)			500℃までの冷却速度 (℃/s)	熱処理	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	vTrs (℃)	備考
		冷却速度 (℃/s)	冷却停止温度 (℃)	温度 (℃)	圧下率 (%)	ひずみ速度 (1/s)					
1	870 (圧延終了)	—	—	—	—	—	—	圧延終了後空冷 930℃加熱→焼入 580℃焼もどし	62	-60	比較例
2	810	0.3	620	610	7	0.005	0.15	—	65	-55	〃
3	790	4.5	630	620	7	0.3	0.15	—	58	-58	〃
4	780	4.5	625	615	7	0.005	0.5	—	59	-81	〃
5	780	4.4	620	610	7	0.005	0.15	—	67	-102	適合例
6	775	4.5	625	615	15	0.004	0.15	—	69	-70	比較例
7	780	4.5	580	570	7	0.005	0.15	—	60	-85	〃
8	775	4.4	680	670	7	0.005	0.15	—	61	-81	〃

870℃で圧延を終了し、その後焼入れ-焼もどしを行った番号1では、vTrsが-60℃であり、十分な低温じん性が得られないのが明らかである。また熱間圧延終了後の冷却速度を0.3℃/sとした番号2では、vTrsが-55℃であり、低温じん性が不十分である。次にひずみ速度を0.3 1/sとした番号4ではTS: 59 kgf/mm<sup>2</sup>、vTrs: -81℃と、じん性についてはやや改善される傾向にはあるものの強度が不十分である。次に、圧下率を15%とした番号6では、vTrsが-70℃、また仕上圧延における温度が適正範囲にない番号7および8ではTSが60~61 kgf/mm<sup>2</sup>であり、何れの場合も低温じん性、強度が不十分であることがわかる。

番号5は、この発明に従う高張力鋼板であって、TS: 67 kgf/mm<sup>2</sup>、vTrs: -102℃であり、強度、じん性ともに優れた値を示すことが確かめられた。

#### 実施例-2

表-1における供試鋼B~Eを用いて、表-3に示す加工熱処理条件にて、厚さ30mmの厚板を製造し、各厚板の強度、低温じん性について調査し

た。その結果を表-4に示す。

表-4

供試鋼	処理	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	vtrs (℃)
B	I	71	-71
	II	75	-105
C	I	72	-74
	II	76	-112
D	I	82	-105
	II	87	-135
E	I	88	-88
	II	92	-115

表-4より明らかなように、この発明に従って製造した鋼板は、従来法によって製造された鋼板に比較し良好な結果が得られることが確められた。  
(発明の効果)

かくしてこの発明によれば、製造プロセスの増加を招くことなしに溶接性に優れた高張力、高じん性鋼を安価に製造できる。

表-3

処 理	熱間圧延 終了温度 (℃)	圧延終了後の冷却条件			仕上圧延			圧延終了 温度 (℃)	500℃ までの 冷却速度 (℃/s)	熱処理	備 考
		冷却速度 (℃/s)	冷却終了 温度 (℃)	温 度 (℃)	度 度 (℃)	圧下率 (%)	ひずみ 速度 (1/s)				
I	—	—	—	—	—	—	—	780	—	930℃にて 焼入、590℃ にて焼も とし	比較例
II	780	4.5	625	615	7	0.004	—	610	0.17	—	適合例

**PAT-NO:** JP401156420A  
**DOCUMENT-IDENTIFIER:** JP 01156420 A  
**TITLE:** MANUFACTURE OF CU DEPOSITION-  
TYPE HIGH STRENGTH STEEL  
**PUBN-DATE:** June 20, 1989

**INVENTOR-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
------	---------

SAITO, YOSHIYUKI	
------------------	--

SHIGA, CHIAKI	
---------------	--

**ASSIGNEE-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
------	---------

KAWASAKI STEEL CORP	N/A
---------------------	-----

**APPL-NO:** JP62311835  
**APPL-DATE:** December 11, 1987

**INT-CL (IPC):** C21D008/02 , B21B003/00

**US-CL-CURRENT:** 148/624

**ABSTRACT:**

PURPOSE: To manufacture the title steel having excellent weldability and high toughness by subjecting the steel having specific compsn. contg. C, Si, Mn, Cu, Nb and Al to hot rolling and thereafter executing a specific cooling treatment and finish rolling thereto.

CONSTITUTION: The steel having the compsn. contg., by weight, 0.005~0.10% C, 0.05~0.60% Si, 0.5~2.0% Mn, 0.7~2.0% Cu, 0.005~0.10% Nb and 0.010~0.10% Al is subjected to hot rolling and said rolling is once finished in the range of 700~850°C. The steel is thereafter cooled at  $\geq 3^{\circ}\text{C/s}$  cooling rate to 600~650°C to prevent the coarseness of the crystal grains. Said steel is then subjected to finish rolling at this temp. at  $\leq 0.011/\text{s}$  strain rate and 5~10% draft ratio and is thereafter cooled at 500°C at  $\leq 0.2^{\circ}\text{C/s}$  cooling rate to progress the deposition of Cu. By this method, the Cu deposition-type high strength steel having excellent weldability and low temp. toughness can be obtd. without inviting the increase of manufacturing processes.

COPYRIGHT: (C)1989, JPO&Japio